

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-69588

(P2002-69588A)

(43) 公開日 平成14年3月8日 (2002.3.8)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	ページ数 (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 2	C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z
38/26		38/26	
38/30		38/30	

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願2000-258303(P2000-258303)

(22) 出願日 平成12年8月29日 (2000.8.29)

(71) 出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72) 発明者 平田 弘征

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(72) 発明者 小川 和博

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(74) 代理人 100083585

弁理士 穂上 照忠 (外1名)

(54) 【発明の名称】 フェライト系耐熱鋼

(57) 【要約】

【課題】溶接熱影響部におけるクリープ強度低下の少ないフェライト系耐熱鋼の提供。

【解決手段】質量%で、C: 0.04%を超えて0.14%まで、Si: 0.7%以下、Mn: 0.7%以下、P: 0.02%以下、S: 0.01%以下、Cr: 8~13%、V: 0.1~0.6%、Nb: 0.03%を超えて0.3%まで、N: 0.005%を超えて0.065%まで、Al: 0.04%以下、O(酸素): 0.04%以下を含み、残部が実質的にFeからなり、かつC、V、Nb、Al、NおよびO(酸素)の関係が下記の式を満足するフェライト系耐熱鋼。

$$C - 12 \times \{ (V/51) + (Nb/93) + (Al/27) - (N/14) - (O/24) \} \leq 0.06$$

ここで、式中の元素記号は鋼中に含まれる各元素の含有量(質量%)を示す。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】質量%で、C：0.04%を超えて0.14%まで、Si：0.7%以下、Mn：0.7%以下、P：0.02%以下、S：0.01%以下、Cr：8～13%、V：0.1～0.6%、Nb：0.03%を超えて0.3%まで、N：0.005%を超えて0.065%まで、Al：0.04%以下、O（酸素）：0.04%以下を含み、残部が実質的にFeからなり、かつC、V、Nb、Al、NおよびO（酸素）の関係が下記の（1）式を満足するフェライト系耐熱鋼。

$$C-12 \times \{ (V/51) + (Nb/93) + (Al/27) - (N/14) - (O/24) \} \leq 0.06 \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、式中の元素記号は鋼中に含まれる各元素の含有量（質量%）を示す。

【請求項2】Feの一部に代えて、下記の（a）～（e）の群の1つ以上の群から選んだ1種以上の成分元素を含有する請求項1に記載のフェライト系耐熱鋼。

（a）合計で0.2～5質量%のMoおよびW、（b）合計で0.02～5質量%のCu、NiおよびCo、（c）合計で0.01～0.2質量%のTa、Hf、NdおよびTi、（d）合計で0.0005～0.01質量%のCaおよびMg、（e）0.0005～0.01質量%のB。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、フェライト系耐熱鋼に関し、より詳しくは、高温で使用する際に、溶接継手の溶接熱影響部におけるクリープ強度の低下が少ないフェライト系耐熱鋼に関する。

## 【0002】

【従来の技術】ボイラ、化学装置などの耐熱、耐圧配管に用いられる高温材料としては、2・1/4Cr-1Mo鋼、9Cr-1Mo鋼などのフェライト鋼、18Cr-8Ni鋼に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼がよく知られている。

【0003】なかでもフェライト鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼に比べて安価であるばかりでなく、耐応力腐食割れ性に優れ、しかも熱膨張係数が小さいため、温度変化に対して歪みが小さいという高温用材料としての利点を有する。

【0004】そのため、近年、8～13%のCrを含有するフェライト鋼をベースとして、Mo、W、Nb、V、さらにはCo、Ta、Nd、Zr等の含有量を調整して優れた高温強度を付与した新しいフェライト系耐熱鋼（例えば、特開平2-310340号、特開平4-350118号、特開平4-354856号および特開平5-263196号などの各公報を参照）やその熱処理方法（例えば、特開平4-6213号および特開平4-350118号などの各公報を参照）が数多く開発され

ている。

【0005】しかし、フェライト系耐熱鋼を溶接構造物として使用する場合には、例えば、「Science and Technology of Welding and Joining, 1996, Vol.1, No.1, p 36～42」に開示されているように、溶接継手の溶接熱影響部（以下「HAZ」とも記す。）においてクリープ強度が20%以上も低下する、いわゆるHAZ軟化現象が起こることが知られている。

【0006】前記の公報等を開示されている耐熱鋼は、母材のクリープ強度や靱性の向上を目的とした鋼であり、溶接継手のクリープ強度低下現象について、留意されていない。

【0007】そしてまた、HAZ軟化の防止を図った鋼については、上述の鋼とは別にいくつかの提案（例えば、特開平5-43986号、特開平6-65689号および特開平7-242935号などの各公報を参照）がなされている。

【0008】しかしながら、上記のフェライト鋼はいずれも、炭化物中の合金元素を調整したり、特別な熱処理を施す等の特殊な製造方法を必要としたり、また、ZrやTa、Ha等の比較的高価な合金元素を添加する必要があるため、工業生産性の低下や製造コストの上昇を招く。

## 【0009】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、前記の課題を解決するためになされたものであり、溶接継手の溶接熱影響部においてクリープ強度の低下の少ないフェライト系耐熱鋼を提供することを目的とする。

## 【0010】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は、下記のフェライト系耐熱鋼にある。

【0011】（1）質量%で、C：0.04%を超えて0.14%まで、Si：0.7%以下、Mn：0.7%以下、P：0.02%以下、S：0.01%以下、Cr：8～13%、V：0.1～0.6%、Nb：0.03%を超えて0.3%まで、N：0.005%を超えて0.065%まで、Al：0.04%以下、O（酸素）：0.04%以下を含み、残部が実質的にFeからなり、かつC、V、Nb、Al、NおよびO（酸素）の関係が下記の（1）式を満足するフェライト系耐熱鋼。

$$C-12 \times \{ (V/51) + (Nb/93) + (Al/27) - (N/14) - (O/24) \} \leq 0.06 \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、式中の元素記号は鋼中に含まれる各元素の含有量（質量%）を示す。

（2）前記（1）に記載のフェライト系耐熱鋼において、Feの一部に代えて、MoおよびWの少なくとも1種以上を、合計0.2～5質量%含有してもよい。

（3）前記（1）または（2）に記載のフェライト系耐熱鋼において、Feの一部に代えて、Cu、Niおよび

Coのうちの少なくとも1種以上を、合計0.02～5質量%含有してもよい。

(4) 前記(1)～(3)に記載のフェライト系耐熱鋼において、Feの一部に代えて、Ta、Hf、NdおよびTiのうちの少なくとも1種以上を、合計0.01～0.2質量%含有してもよい。

(5) 前記(1)～(4)に記載のフェライト系耐熱鋼において、Feの一部に代えて、CaおよびMgの少なくとも1種以上を、合計0.0005～0.01質量%含有してもよい。

(6) 前記(1)～(5)に記載のフェライト系耐熱鋼において、Feの一部に代えて、Bを0.0005～0.01質量%含有してもよい。

上記の本発明は、下記の知見に基づいて完成させたものである。すなわち、本発明者らは、溶接時の熱サイクルによる組織変化に着目して検討を繰り返し、以下の新たな事実を突き止めた。

【0012】まず、HAZ軟化現象は次の機構により生じることを明らかにした。即ち、母材の製造時に析出したCrを主体とする粗大な $M_{23}C_6$ 炭化物が溶接時の熱サイクルにより、一部固溶し、その後の溶接後の熱処理およびクリープ初期過程において、 $M_{23}C_6$ 炭化物が固溶した領域から、過飽和に固溶したCrが微細に再析出する。このため、溶接熱サイクルを受けない母材部分と比較して、Crを主体とした炭化物の密度、サイズ分布が不均一となる。

【0013】クリープ過程で、微細なCr炭化物は消失し、その周りのCr炭化物の成長に供給されるか、または、MX型炭窒化物(M:V、Nb等、X:C、N)を核に再析出し、成長する。したがって、炭化物全体の成長速度が大きくなり、炭窒化物による微細分散強化の効果が早期に損なわれ、強度低下が生じることが明らかとなった。

【0014】上述の事実に基づき、HAZ軟化防止方法について検討した結果、Crを主体とした $M_{23}C_6$ 炭化物よりも高温において安定な炭化物を形成するVやNbによりCを固定し、Crと結合するCの量を極力減らすことで、溶接前に存在する粗大な炭化物の量を低減し、一部固溶するCr主体の $M_{23}C_6$ 炭化物を減少させることが有効であることを確認した。

【0015】具体的には、VおよびNbをそれぞれ0.1～0.6%および、0.03%を超えて0.3%までの範囲とするとともに、Nを0.005%を超えて0.065%までに、AlおよびO(酸素)をいずれも0.04%以下に調整し、さらに下記の(1)式左辺で表される、Cr炭化物として結合する炭素量を0.06%以下にすることでHAZの強度低下を防止しうることが明らかとなった。

【0016】

$$C-12 \times \{ (V/51) + (Nb/93) + (Al/27) - (N/14) - (O/24) \} \leq 0.06 \quad \dots\dots\dots (1)$$

【0017】

【発明の実施の形態】以下、本発明のフェライト系耐熱鋼の化学組成を上記のように定めた理由について詳細に説明する。なお、以下の記述において、「%」は「質量%」を意味する。

【0018】C:0.04%を超えて0.14%までCは、炭化物を形成し、高温強度の確保に寄与する元素である。その効果を発揮させるためには0.04%を超える含有量が必要である。しかし、過剰の含有は、Crを主体とした $M_{23}C_6$ 炭化物の量を増大させ、溶接熱サイクルによる炭化物の固溶現象を促進させ、長時間使用時に熱影響部での強度低下を招く。このため、C含有量は0.14%以下とした。また、C含有量は後述の

(1)式にて規定される関係を満足する必要がある。好ましいC含有量の範囲は0.06～0.13%であり、より好ましい範囲は0.08～0.12%である。

【0019】Si:0.7%以下

Siは、製鋼時に脱酸元素として添加されるが、耐酸化性、耐高温腐食性に有効な元素である。しかし、過剰の含有は母材自身のクリープ脆化および靱性の低下を招く。このため、Si含有量は0.7%以下とした。好ましい上限は0.5%であり、より好ましい上限は0.45%である。なお、Si含有量は不純物レベルでもよいが、脱酸効果を確実に得るためには0.01%以上とするのがよい。

【0020】Mn:0.7%以下

Mnは、上記のSiと同様に、製鋼時に脱酸元素として添加される。また、極端に変態点を低下させることなく、組織のマルテンサイト化に効果を有する元素である。しかし、過剰に含有するとクリープ脆化を生じ、母材自身のクリープ強度の低下を招く。このため、Mn含有量は0.7%以下とした。好ましい上限は0.65%であり、より好ましい上限は0.6%である。なお、Mn含有量は不純物レベルでもよいが、上記の効果を確実に得るためには0.01%以上とするのがよい。

【0021】P:0.02%以下

Pは、鋼中の不純物元素であり、多量に含まれると粒界脆化の原因となり、クリープ強度を低下させる。このため、P含有量は0.02%以下とした。0.018%以下に抑えるのが一層望ましい。

【0022】S:0.01%以下

Sは、Pと同様に鋼中の不純物元素であり、多量に含まれると粒界脆化の原因となる。このため、S含有量は0.01%以下とした。0.008%以下に抑えるのが一層望ましい。

【0023】Cr:8～13%

Crは、高温での耐酸化性、耐高温腐食性の確保に有効

な元素である。その効果を発揮させるためには8%以上が必要である。しかし、13%を超えるCrの含有はCrを主体とする $M_{23}C_6$ 炭化物の過剰な生成を招き、溶接熱影響部でのクリープ強度の低下を招く。このため、Cr含有量は8~13%とした。好ましい範囲は8.2~12.5%であり、より好ましい範囲は8.5~12.3%である。

【0024】V: 0.005~0.6%

Vは、微細な炭化物、炭窒化物を形成し、クリープ強度の向上に寄与する元素である。また、その炭化物は高温域まで安定であるため、溶接熱サイクルで固溶しにくい。そのため、V炭化物としてCを固定することにより、HAZ軟化の防止が可能となる。その効果を発揮させるためには、0.005%以上の含有とともに、後述の(1)式にて規定される関係を満足する必要がある。しかし、0.6%を超えるVの含有は粗大な炭化物を形成し、その微細分散による強度向上効果が失われるとともに、靱性の低下を招く。このため、V含有量は0.005~0.6%とした。好ましい範囲は0.008~0.45%であり、より好ましい範囲は0.01~0.42%である。

【0025】Nb: 0.03%を超えて0.3%まで  
Nbは、Vと同様に、微細かつ高温域まで安定な炭化物または炭窒化物を形成し、クリープ強度の向上に寄与する。この効果を得るためには、0.03%を超える含有量が必要である。また、その炭化物は高温域まで安定であるため、溶接熱サイクルで固溶しにくい。そのため、Nb炭化物としてCを固定することにより、HAZ軟化の防止が可能となる。その効果を発揮させるためには、後述の(1)式にて規定される関係を満足する必要がある。

【0026】しかし、0.3%を超えるNbの含有は粗大な炭窒化物を形成し、その微細分散による強度向上効果が失われるとともに、靱性低下を招く。このため、V含有量は0.3%以下とした。好ましい範囲は0.032~0.25%であり、より好ましい範囲は0.035~0.23%である。

N: 0.005%を超えて0.065%まで

Nは、Nb、V等と窒化物を形成し、クリープ強度の確保に寄与する元素である。その効果を得るためには、N含有量は0.005%を超える必要がある。しかし、過剰の含有は、Cと結合しうるVやNbの量を減少させ、HAZにおけるクリープ強度の低下を招く。このため、N含有量は0.065%以下とする。好ましい範囲は0.006~0.062%であり、より好ましい範囲は0.007~0.06%である。なお、N含有量は後述の(1)式にて規定される関係を満足する必要がある。

【0027】Al: 0.04%以下

Alは脱酸剤として添加されるが、Nとも結合して、Cと結合しうるV、Nb量を増加させ、HAZ軟化の防止

にも寄与する。しかし、多量の含有は鋼の清浄度の低下を招き、母材自身の靱性、強度の低下を招く。このため、Al含有量は0.04%以下とした。好ましい上限は0.03%である。また、Al含有量は不純物レベルでもよいが、HAZ軟化防止の十分な効果を得るためには、0.0005%以上含有させることが望ましい。なお、Al含有量は後述の(1)式にて規定される関係を満足する必要がある。なお、本発明において、Alとは酸可溶Al(sol. Al)をいう。

【0028】O(酸素): 0.04%以下

Oは、鋼中の不純物元素であり、多量に含まれるとAlと結合し、Nと結合できるAlの量を減少させ、HAZ軟化防止の効果を低減させる。このため、O含有量は0.04%以下とするとともに、後述の(1)式にて規定される関係を満足する必要がある。なお、好ましい上限は0.03%であり、より好ましい上限は0.02%である。

【0029】MoおよびWの少なくとも1種を合計: 0.2~5%

MoおよびWは、マトリックスを固溶強化するとともに金属間化合物を析出し、クリープ強度の向上に寄与する元素である。このため、その効果を得たい場合には添加してもよく、その効果は含有量が合計0.2%以上で顕著となる。しかし、含有量が合計で5%を超えると靱性の低下を招く。したがって、添加する場合はMoおよびWの含有量を合計で0.2~5%とするのがよい。好ましい範囲は0.5~4.5%であり、より好ましい範囲は0.8~4.2%である。

【0030】Ni、CuおよびCoの少なくとも1種を合計: 0.02~5%

Ni、Cu、Coは、オーステナイト生成元素であり、マトリックスをマルテンサイト単相組織にして靱性を向上させるのに有効な元素である。このため、その効果を得たい場合には添加してもよく、その効果は含有量が合計0.02%以上で顕著になる。しかし、これらの含有量が合計で5%を超えるとオーステナイト変態温度(Ac1点)を低下させ、溶接後の熱処理時にオーステナイト変態を生じ、クリープ強度の低下を招く。したがって、添加する場合はこれらの元素の含有量を合計で0.02~5%とするのがよい。好ましい範囲は0.05~4.5%であり、より好ましい範囲は0.08~4.2%である。

【0031】Ti、Ta、HfおよびNdの少なくとも1種を合計: 0.01~0.2%

これらの元素は、Crよりも高温域まで安定な炭化物を生成し、Crを主体とする炭化物の生成を抑制し、HAZにおけるクリープ強度低下の防止に寄与する。このため、この効果を得たい場合には添加してもよく、その効果は含有量が合計で0.01%以上において顕著になる。しかし、その含有量が合計で0.2%を超えると多

量の粗大炭化物の析出を招き、韌性を損なう。したがって、添加する場合にはこれらの元素の含有量を合計で0.01~0.2%とするのがよい。好ましい範囲は0.03~0.18%であり、より好ましい範囲は0.04~0.15%である。

【0032】CaおよびMgの少なくとも1種を合計：0.0005~0.01%

CaおよびMgは、熱間加工性の向上に寄与する元素である。このため、その効果を得たい場合には添加してもよく、その効果は含有量が合計0.0005%以上で顕著になる。しかし、これらの含有量が合計で0.01%を超えると鋼の清浄性を損なう。したがって、添加する場合はCaおよびMgの含有量を合計で0.0005~0.01%とするのがよい。好ましい範囲は、0.001~0.008%であり、より好ましい範囲は0.0015~0.006%である。

【0033】B：0.0005~0.01%

Bは、炭化物を分散して安定化させ、母材のクリープ強度の向上に寄与する元素である。このため、その効果を得たい場合には添加してもよく、その効果は0.0005%以上で顕著になる。しかし、含有量が0.01%を超えると溶接性を損なう。したがって、添加する場合はB含有量を0.0005~0.01%とするのがよい。好ましい範囲は0.001~0.008%であり、より好ましい範囲は0.0015~0.006%である。

C、V、Nb、Al、N、O含有量の関係：前述のように、HAZ軟化現象の一因は、母材の製造時に析出したCrを主体とする粗大な $M_{23}C_6$ 炭化物が溶接時の熱サイクルにより一部固溶し、その後の溶接後の熱処理およびクリープ初期過程において、この $M_{23}C_6$ 炭化物が固溶した領域から、過飽和に固溶したCrが微細に再析出することにある。このため、溶接熱サイクルを受けない母材部分と比べるとCrを主体とした炭化物の密度やサイズ分布が不均一となるのである。

【0034】これを防止するためには、溶接前にV、Nbといった元素により、微細でかつ固溶温度がCr炭化物より高い、安定な炭化物を作ることが有効である。その効果を十分に得るためには、C、V、Nb、Al、N

およびOの各元素の含有量が下記の(1)式で規定される関係を満足する必要がある。

【0035】

$$C - 1.2 \times \{ (V/51) + (Nb/93) + (Al/27) - (N/14) - (O/24) \} \leq 0.06 \quad \dots\dots\dots (1)$$

すなわち、Crを主体とした $M_{23}C_6$ 炭化物よりも高温で安定なVやNbによりCを固定し、上記の(1)式の左辺に示されるCrと結合しうるCの量を減少させることにより、溶接前に存在する粗大な炭化物の量を低減し、一部固溶するCr主体の $M_{23}C_6$ 炭化物を減少させるのである。このため、具体的には(1)式の左辺の値を0.06以下とする。好ましくは0.058以下であり、より好ましくは0.055以下である。

【0036】なお、下限は特に定めないが、過度な減少は粒界に存在する炭化物の密度を減少させ、溶接後の熱処理時に再熱割れ感受性を高める恐れがあることから、0以上とすることが望ましい。

【0037】また、これらの鋼材は特別な熱処理などを必要とせず、通常の焼きならしおよび焼き戻し熱処理を行うことにより製造が可能である。望ましい焼きならし温度は900~1180℃の範囲であり、焼き戻し温度は700~790℃の範囲である。

【0038】

【実施例】表1~表3に示す化学組成を有する62種類のフェライト鋼を真空溶解炉にて溶製し、鑄造により得られたインゴットから厚さ12mmの鋼板を作製して供試母材とした。ここで、鋼板は、インゴットを鍛造、圧延の工程を経て成形した後、1050℃にて1時間の焼きならしを行った後、770℃にて1時間の焼き戻し熱処理を行うことにより作製した。

【0039】なお、表1~3の最右欄には、各フェライト鋼について、前記(1)式の左辺により計算される値を示した。

【0040】

【表1】

表 1

鋼 番号		化 学 組 成 (質 量 %, 残 部 : Fe)																式(1) の値
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Co	Cr	Mo	W	V	Nb	Al	O	N	
1		0.10	0.35	0.42	0.015	0.004	-	0.05	-	9.02	0.98	-	0.30	0.08	0.008	0.009	0.045	0.0586
2		0.08	0.32	0.45	0.012	0.005	-	0.07	-	8.72	0.99	-	0.25	0.07	0.010	0.008	0.055	0.0588
3		0.11	0.38	0.46	0.014	0.003	0.01	0.05	-	9.02	0.89	-	0.35	0.08	0.008	0.010	0.045	0.0573
4		0.07	0.35	0.50	0.012	0.004	-	0.06	-	8.89	1.02	0.01	0.22	0.09	0.007	0.008	0.059	0.0581
5		0.09	0.31	0.45	0.011	0.001	-	0.12	-	9.05	0.96	-	0.28	0.08	0.008	0.009	0.050	0.0576
6		0.12	0.29	0.41	0.012	0.003	-	0.08	-	8.96	1.01	-	0.43	0.06	0.005	0.011	0.050	Ca:0.002 0.0572
7		0.08	0.35	0.38	0.015	0.005	0.02	0.14	-	9.10	0.88	-	0.25	0.04	0.007	0.008	0.048	0.0580
8		0.08	0.35	0.41	0.012	0.004	-	0.13	-	8.95	0.93	-	0.23	0.05	0.013	0.005	0.050	0.0590
9		0.10	0.40	0.48	0.013	0.002	-	0.05	-	9.05	0.88	0.02	0.27	0.17	0.015	0.006	0.055	B:0.001 0.0580
10		0.08	0.32	0.44	0.014	0.003	-	0.06	-	8.95	0.94	-	0.24	0.07	0.014	0.005	0.056	0.0588
11		0.10	0.25	0.52	0.013	0.002	0.92	0.30	-	11.51	0.38	1.98	0.34	0.07	0.008	0.007	0.055	0.0581
12		0.08	0.28	0.50	0.012	0.002	0.96	0.29	-	11.47	0.41	2.05	0.27	0.05	0.010	0.008	0.057	0.0584
13		0.09	0.26	0.48	0.012	0.003	0.86	0.32	-	11.54	0.37	1.89	0.25	0.06	0.009	0.007	0.042	0.0589
14		0.10	0.25	0.47	0.011	0.002	0.91	0.30	-	11.71	0.40	1.93	0.24	0.08	0.011	0.006	0.032	Mg:0.001, B:0.001 0.0587
15		0.11	0.24	0.45	0.012	0.003	0.89	0.27	-	12.02	0.35	1.98	0.33	0.07	0.008	0.008	0.040	0.0581
16		0.12	0.26	0.47	0.015	0.003	0.92	0.31	-	11.65	0.41	2.01	0.36	0.06	0.007	0.008	0.035	0.0584
17		0.11	0.28	0.49	0.012	0.002	0.87	0.29	-	11.55	0.34	1.94	0.35	0.05	0.018	0.004	0.050	0.0581
18		0.08	0.25	0.45	0.014	0.001	0.91	0.32	-	11.48	0.38	1.88	0.24	0.08	0.011	0.007	0.055	Ca:0.003 0.0590
19		0.12	0.30	0.41	0.012	0.002	0.88	0.29	-	11.51	0.36	1.85	0.30	0.12	0.012	0.006	0.031	0.0582
20		0.09	0.26	0.43	0.011	0.002	0.86	0.30	-	11.54	0.40	1.95	0.24	0.06	0.017	0.005	0.045	0.0593
21		0.07	0.24	0.51	0.011	0.003	-	-	3.02	10.02	-	2.98	0.21	0.05	0.010	0.005	0.025	Ta:0.05, Nd:0.02 0.0336
22		0.08	0.26	0.50	0.011	0.003	-	-	3.05	9.12	-	2.97	0.22	0.04	0.007	0.007	0.030	0.0492
23		0.10	0.22	0.50	0.012	0.002	-	-	3.06	10.51	-	3.05	0.21	0.05	0.012	0.004	0.020	0.0579
24		0.11	0.25	0.52	0.013	0.002	-	-	2.98	9.52	0.01	2.87	0.30	0.04	0.010	0.007	0.022	Ta:0.06, Nd:0.02 0.0322
25		0.08	0.25	0.48	0.015	0.004	0.01	0.01	3.12	10.11	-	3.11	0.21	0.05	0.012	0.005	0.015	Ta:0.04, Hf:0.05 0.0342

【表 2】

表 2

鋼 番号	化 学 組 成 (質 量 %, 残 部 : F e)																式 (1) の値
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Co	Cr	Mo	W	V	Nb	Al	O	N	その他 Ta:0.06,Nd:0.02 Hf:0.04
26	0.09	0.24	0.51	0.008	0.001	-	0.02	2.97	10.21	-	3.06	0.20	0.05	0.010	0.006	0.010	Ta:0.06,Nd:0.02 Hf:0.04
27	0.12	0.26	0.48	0.010	0.020	-	-	3.20	9.87	-	3.10	0.23	0.06	0.012	0.005	0.005	0.0596
28	0.10	0.28	0.51	0.011	0.002	-	-	2.84	9.02	-	2.89	0.21	0.05	0.009	0.006	0.007	0.0491
29	0.08	0.30	0.49	0.012	0.002	-	-	3.10	8.96	-	2.95	0.20	0.06	0.011	0.007	0.009	Ta:0.04,Nd:0.04 Mg:0.001
30	0.09	0.27	0.45	0.011	0.003	-	-	2.96	10.65	-	3.14	0.20	0.05	0.014	0.003	0.018	0.0472
31	0.12	0.20	0.48	0.012	0.002	-	-	2.88	9.06	0.02	3.05	0.31	0.05	0.010	0.005	0.019	0.0549
32	0.11	0.25	0.48	0.011	0.002	-	0.03	3.06	9.04	-	3.11	0.30	0.04	0.012	0.005	0.022	Ta:0.06
33	0.14	0.24	0.47	0.011	0.003	-	-	3.12	8.96	-	3.14	0.35	0.08	0.012	0.005	0.015	0.0503
34	0.10	0.26	0.45	0.011	0.002	0.02	-	2.95	8.98	-	2.95	0.31	0.06	0.009	0.006	0.022	Ta:0.04,Nd:0.02
35	0.11	0.26	0.51	0.009	0.002	-	-	2.96	9.14	-	2.96	0.32	0.07	0.009	0.005	0.041	Hf:0.05
36	0.07	0.25	0.50	0.008	0.003	-	-	2.88	9.52	-	2.95	0.22	0.05	0.014	0.004	0.044	0.0453
37	0.08	0.24	0.50	0.009	0.002	-	0.02	3.05	9.63	-	3.06	0.21	0.05	0.010	0.005	0.042	0.0582
38	0.07	0.28	0.48	0.010	0.003	-	-	3.14	10.13	0.03	3.12	0.20	0.04	0.011	0.005	0.048	Ta:0.04,B:0.002
39	0.09	0.25	0.49	0.015	0.003	-	-	2.97	10.21	-	3.11	0.24	0.06	0.012	0.005	0.040	0.0372
40	0.10	0.25	0.51	0.010	0.003	-	-	2.92	8.98	-	2.95	0.31	0.06	0.009	0.006	0.022	Ta:0.06,Ca:0.001 B:0.002
41	0.10	0.22	0.52	0.011	0.003	0.01	-	2.99	9.86	-	3.02	0.41	0.05	0.010	0.006	0.019	0.0119
42	0.12	0.24	0.53	0.009	0.003	-	-	3.21	9.10	-	3.08	0.45	0.04	0.012	0.006	0.018	0.0221
43	0.08	0.23	0.50	0.008	0.001	-	0.05	3.05	9.01	-	3.05	0.20	0.18	0.008	0.005	0.020	Ta:0.04,Nd:0.04
44	0.13	0.25	0.51	0.010	0.002	-	-	3.10	9.14	-	3.10	0.48	0.06	0.009	0.006	0.015	0.0212
45	0.09	0.23	0.51	0.011	0.003	-	-	3.14	9.11	-	2.96	0.19	0.20	0.010	0.007	0.017	0.0331

【表3】

表 3

鋼 種 号	化 学 組 成 ( 質 量 % , 殘 部 : F e )																式 ( $\%$ ) の 値	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Co	Cr	Mo	W	V	Nb	Al	O	N		その他
46	0.08	0.45	0.66	0.010	0.002	0.51	0.44	0.02	9.12	0.54	3.11	0.25	0.08	0.009	0.007	0.045	Ti:0.02	0.0489
47	0.07	0.56	0.70	0.008	0.003	0.05	0.49	0.05	9.06	0.91	2.95	0.22	0.06	0.008	0.007	0.055		0.0576
48	0.09	0.55	0.65	0.012	0.002	0.89	0.48	0.51	9.15	0.02	3.04	0.23	0.07	0.012	0.006	0.040	Ta:0.05, Ti:0.01	0.0588
49	0.08	0.54	0.64	0.014	0.002	0.48	-	0.98	9.15	0.44	0.05	0.25	0.06	0.014	0.005	0.056		0.0577
50	0.09	0.68	0.67	0.012	0.003	-	-	1.95	9.23	0.98	0.05	0.24	0.09	0.010	0.006	0.041		0.0556
51	0.12	0.58	0.59	0.021	0.003	-	0.15	-	9.25	1.05	-	0.24	0.09	0.012	0.006	0.058		0.0993
52	0.09	0.56	0.58	0.021	0.003	-	0.16	-	9.21	1.02	-	0.25	0.06	0.010	0.008	0.062	Ca:0.003	0.0761
53	0.08	0.55	0.55	0.020	0.002	-	0.14	-	9.22	1.01	-	0.25	0.08	0.008	0.007	0.060		0.0622
54	0.10	0.54	0.56	0.020	0.003	-	-	-	9.23	1.04	-	0.25	0.08	0.010	0.005	0.068		0.0872
55	0.09	0.42	0.45	0.018	0.003	1.12	0.38	-	12.33	0.50	2.40	0.27	0.08	0.012	0.006	0.063	Mg:0.001, B:0.003	0.0878
56	0.10	0.45	0.46	0.017	0.002	1.58	0.39	-	12.24	0.52	2.38	0.27	0.07	0.014	0.005	0.064		0.0786
57	0.03	0.43	0.75	0.017	0.002	1.14	0.40	-	12.31	0.51	1.96	0.52	0.08	0.010	0.006	0.053	Ca:0.001	-0.058
58	0.08	0.45	0.46	0.017	0.002	1.18	0.41	-	11.98	0.53	1.98	0.23	0.03	0.009	0.005	0.062		0.0737
59	0.11	0.41	0.72	0.012	0.003	-	0.03	2.98	9.12	-	3.11	0.20	0.33	0.008	0.007	0.058		0.0700
60	0.08	0.44	0.58	0.024	0.003	0.04	-	3.25	8.64	-	3.41	0.25	0.05	0.009	0.006	0.059	Ta:0.04, Hf:0.04 Nb:0.02	0.0643
61	0.11	0.40	0.57	0.021	0.002	-	-	3.31	12.05	-	3.09	0.20	0.06	0.012	0.006	0.054		0.0992
62	0.13	0.42	0.59	0.021	0.001	-	-	3.26	11.98	-	3.56	0.20	0.05	0.009	0.005	0.055	Ta:0.04, Nb:0.02 Mg:0.001	0.1221

鋼板の1辺に角度30°、ルートフェイス厚さ1mmの開先加工を施して突き合わせた後、化学組成が鋼板と同一の溶加材を使用してTIG溶接法により多層盛り溶接を行って、各鋼板毎に溶接継手を作製した。

【0041】その際、250℃にて予熱後、溶接入熱を $15 \times 10^5 \sim 20 \times 10^5$  J/mとして上記の溶接を行い、バス間温度は200~300℃に管理した。なお、上記の溶加材は、準備した各鋼板に熱間加工と機械加工を施して、2mm角の線材とし、溶接に供した。

【0042】製作した溶接継手に、740℃にて0.5時間加熱保持する溶接後熱処理を施した後、試験片の平

行部中央に溶融線が位置するクリープ試験片を採取し、クリープ試験に供した。

【0043】クリープ試験は下記の条件にて行った。

〔クリープ試験条件〕

試験片： 平行部直径：6mm、標点間距離：30mm、試験温度：600℃、付加応力：各母材の破断時間が約3000時間となる応力、

クリープ試験の評価は、クリープ破断時間(h)を調査し、同じ条件における母材鋼板のクリープ破断時間(h)に対する比率(%)を求めることにより行った。クリープ破断時間が母材鋼板の破断時間の90%以上の



ものを合格とし、それ未満のものを不合格とした。また、溶融線にノッチを有する試験片を採取し、衝撃試験を実施した。

〔衝撃試験条件〕

試験片：JIS(1980年) Z2202におけるフルサイズの4号試験片、試験温度：0℃、

衝撃試験の評価は、吸収エネルギーが40J以上のものを合格とし、それ未満のものを不合格とした。

【0044】それらの結果を、表4および表5に示した。

【0045】

【表4】

表4

試験番号	クリープ試験結果 (%)	衝撃試験結果 (J)
1	91	85
2	92	92
3	91	93
4	91	95
5	92	88
6	93	98
7	91	96
8	92	101
9	90	102
10	90	82
11	91	84
12	90	88
13	90	83
14	91	78
15	92	83
16	91	85
17	92	92
18	91	88
19	92	86
20	91	89
21	91	79
22	92	76
23	91	74
24	92	82
25	92	76
26	91	78
27	90	80
28	90	81
29	90	84
30	91	83

【表5】

表5

試験番号	クリープ試験結果 (%)	衝撃試験結果 (J)
31	90	84
32	91	86
33	92	83
34	93	84
35	92	80
36	91	82
37	90	79
38	90	78
39	90	80
40	91	81
41	92	76
42	91	84
43	91	82
44	91	80
45	92	78
46	91	79
47	91	81
48	92	82
49	90	74
50	90	77
51	75	82
52	78	80
53	79	80
54	76	77
55	80	72
56	78	74
57	91	35
58	76	75
59	79	38
60	79	72
61	75	70
62	72	74

表1～3から明らかなように、化学組成および前記

(1) 式の左辺により計算される値が本発明で規定される範囲内の鋼(鋼番号1～50)からなる母材鋼板を用いて作製された溶接継手(試験番号1～50)は、いずれも溶接熱影響部でのクリープ破断時間が母材鋼板の90%以上で、クリープ強度の低下度合は小さかった。また、溶融線での衝撃値も40J以上を満足した。

【0046】これに対して、化学組成や(1)式の左辺により計算される値が本発明で規定する範囲を外れる鋼(鋼番号51～62)からなる母材鋼板を用いて作製された溶接継手(試験番号51～62)は、クリープ強度や靱性が低く、満足できるものではなかった。

【0047】具体的に説明すると、(1)式の左辺により計算される値が0.06を超える試験番号51～56および試験番号58～62は、いずれも溶接熱影響部でのクリープ破断時間が母材鋼板のクリープ破断時間の90%未満であり、クリープ強度の低下度合が大きかった。

【0048】また、本発明で規定される範囲よりもC含有量が低く、Mn含有量の高い鋼番号57からなる鋼板を用いて作製された溶接継手(試験番号57)並びに、Mn含有量およびNb含有量が高く、また(1)式の左

(10) 特許2002-69588 (P2002-69588A)

辺により計算される値が0.06を超える鋼番号59からなる銅板を用いて作製された溶接継手(試験番号59)は、溶融線での衝撃値が40J未満であり、靱性が低かった。

【0049】

【発明の効果】本発明のフェライト系耐熱鋼によれば、溶接熱影響部でのクリープ強度の低下が小さく、また、溶融線での靱性も確保された良好な溶接継手が得られ、産業の発展に寄与するところ大である。